

С. Л. Демаков, Я. А. Кылосова*, А. С. Юровских, Н. В. Кузнецов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*iana.semkina@urfu.ru,

ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ VT16 ВО ВРЕМЯ НАГРЕВА

Материалом исследования служил $(\alpha + \beta)$ -титановый сплав VT16. Образцы, закаленные от различных температур, нагревались *in situ* в рентгеновском дифрактометре. Установлено, что период b решетки орторомбического мартенсита показал отрицательные значения коэффициента термического расширения во время нагрева.

Ключевые слова: титановые сплавы, РСФА, орторомбический мартенсит, коэффициент термического расширения.

S. L. Demakov, Ya. A. Kylosova, A. S. Yurovskikh, N. V. Kuznetsov

PARAMETERS EVOLUTION OF ORTHORHOMBIC MARTENSITE LATTICE IN TITANIUM ALLOY VT16 DURING HEATING

The material of the study was $(\alpha + \beta)$ -titanium alloy VT16. Samples were quenched from different temperatures and then they were heated *in situ* on an X-ray diffractometer. It has been established that the period b of the lattice of the orthorhombic martensite showed negative values of the coefficient of thermal expansion during heating.

Key words: titanium alloys, XRD-analysis, orthorhombic martensite, coefficient of thermal expansion.

Материалом исследования служили образцы из сплава VT16 (Ti–3Al–5V–4,5Mo, мас. %), которые были закалены в воду от 780, 800, 820 °С (выдержка при температуре нагрева составила 30 мин). Для оценки температурной зависимости изменения периодов решетки мартенсита образцы, закаленные с различных температур, помещались в термокамеру рентгеновской установки и подвергались нагреву от 40 до 280 °С. *In situ* рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) с нагревом проводился в медном K_{α} -излучении ($\lambda = 0,154178$ нм) на дифрактометре Bruker D8 Advance, оборудованном высокотемпературной

камерой Anton Paar и линейным детектором LynxEye с шагом по температуре 20 °С.

В микроструктуре образцов сплава ВТ16, закаленных с различных температур, присутствуют мартенситные иглы.

С помощью рентгеновского фазового анализа был определен фазовый состав образцов. Участки дифрактограмм приведены на рис. 1. Положение линии α -фазы мало изменяется в диапазоне температур закалилок 780–820 °С. Наблюдаемая β -фаза является остаточной — непревращенной в ходе закалки. Положение линий α'' -мартенсита изменяется разнонаправленно. Линия (200), связанная с периодом a , перемещается в сторону больших углов при росте температуры закалки. Линии (130) и (022) смещаются в сторону меньших углов. Можно утверждать, что решетка α'' -мартенсита ведет себя анизотропно. Данные по фазовому составу и периоду α'' -мартенсита закаленных образцов сведены в табл. 1.

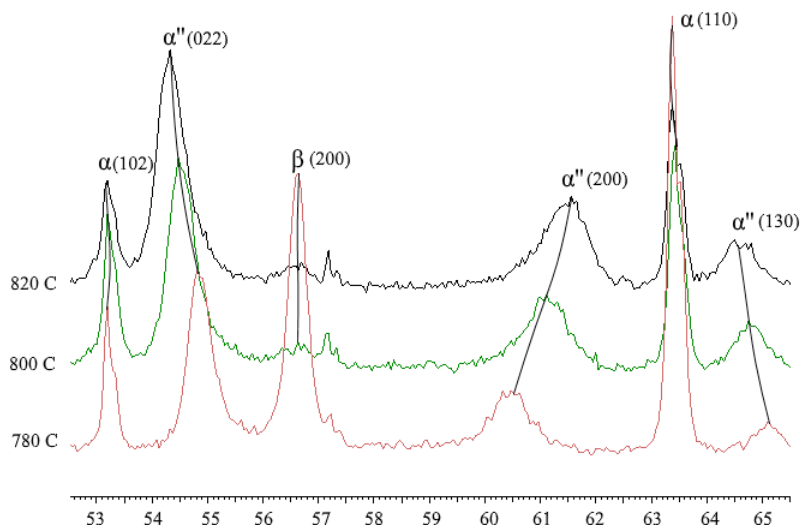


Рис. 1. Дифрактограммы закаленных с различных температур образцов сплава ВТ16

Таблица 1

Фазовый состав, параметры решетки и ромбичность орторомбической решетки α'' -мартенсита закаленного сплава ВТ16

Температура закалки, °С	Фазовый состав	Параметры решетки орторомбического мартенсита, нм			Ромбичность $R = \sqrt{3}a/b$
		a	b	c	
780	$\alpha'' + \beta + \alpha$	0,3062	0,4862	0,4617	1,09
800	$\alpha'' + \beta + \alpha$	0,3031	0,4905	0,4630	1,07
820	$\alpha'' + \beta + \alpha$	0,3016	0,4927	0,4641	1,06

Образцы, закаленные с различных температур, изучались *in situ* в рентгеновском дифрактометре. Положение линий показывает сильную температурную зависимость, причем не только прямую, когда линии смещаются в сторону меньших углов, но и обратную, когда линии смещаются в сторону больших углов 2θ . Изменение интенсивности линий наглядно демонстрирует протекание обратного α'' - β превращения. В этом случае интенсивность линий мартенсита снижается, а интенсивность линий β -фазы резко возрастает. В образцах, закаленных с максимальной температуры, обратного мартенситного превращения не наблюдалось, интенсивность линий как α'' -мартенсита, так и β -фазы остается неизменной во всем диапазоне температур. Для образцов с $T_3 = 800^\circ\text{C}$ начало обратного превращения наблюдается при $T = 140^\circ\text{C}$. При $T = 200^\circ\text{C}$ обратное превращение в основном завершается и мартенсит остается лишь в небольших количествах, интенсивность его линий при дальнейшем нагреве изменяется незначительно. При закалке от 780°C происходит в основном фиксация высокотемпературной β -фазы с небольшим количеством мартенсита, который полностью превращается в β -фазу уже при $T = 100^\circ\text{C}$. Наличие диапазона температур обратного превращения мы связываем, в первую очередь, с неомогенностью высокотемпературной β -фазы [1]. Температурная зависимость относительного изменения периодов решетки орторомбического мартенсита во время нагрева представлена на рис. 2—4. Участки дифрактограмм образцов сплава, закаленных с различных температур, представлены на рис. 2—4. Значения параметров решетки до нагрева использовались в качестве исходных.

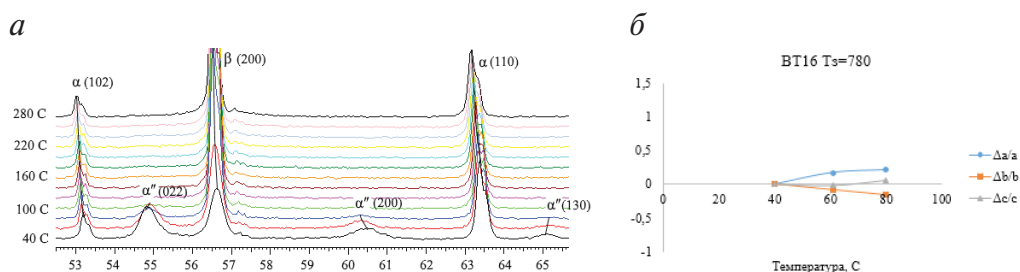


Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов сплава BT16, закаленных с температур 780°C , во время нагрева (а) и температурная зависимость относительного изменения периодов решетки орторомбического мартенсита (б) во время нагрева

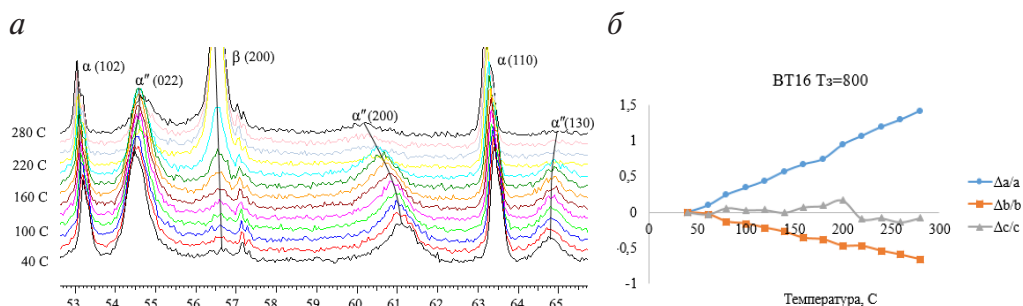


Рис. 3. Участки дифрактограмм образцов сплава ВТ16 закаленных с температур 800 °С во время нагрева (а) и температурная зависимость относительного изменения периодов решетки орторомбического мартенсита (б) во время нагрева

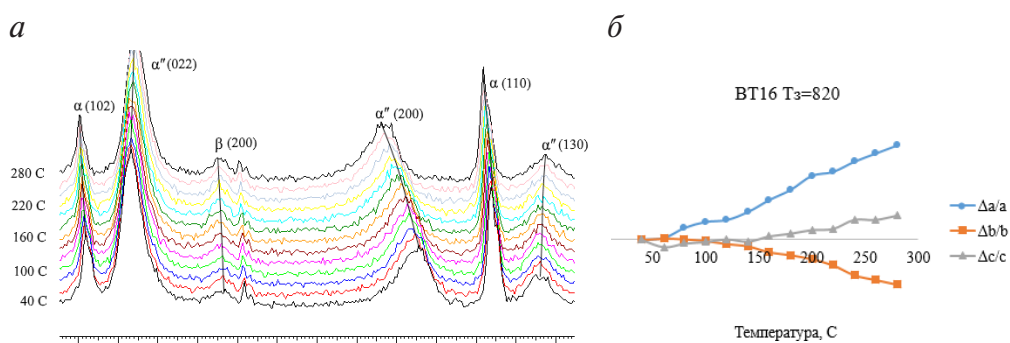


Рис. 4. Участки дифрактограмм образцов сплава ВТ16 закаленных с температур 820 °С во время нагрева (а) и температурная зависимость относительного изменения периодов решетки орторомбического мартенсита (б) во время нагрева

Термический коэффициент линейного расширения вдоль осей орторомбической решетки α'' -мартенсита в температурном диапазоне 30–100 °С закаленного сплава ВТ16 представлен в табл. 2. Анализ полученных данных показал, что параметр a увеличивается, в то время как параметр b уменьшается в процессе нагрева, изменение значений параметра c можно связать с протеканием превращения.

Таблица 2

ТКЛР вдоль осей орторомбической решетки α'' -мартенсита в температурном диапазоне 30–100 °С закаленного сплава ВТ16

$T_3, ^\circ\text{C}$	ТКЛР $\cdot 10^{-6}, \text{K}^{-1}$		
	Вдоль a	Вдоль b	Вдоль c
780	81	–37	–8
800	53	–27	7
820	45	–14	–1

Для обобщения данных была построена зависимость изменения степени ромбичности R ($\sqrt{3}a/b$) от температуры. Хорошо прослеживается зависимость изменения угла наклона от степени ромбичности: а именно, угол наклона максимален, когда мартенсит имеет самую высокую степень ромбичности (при низких температурах закалки), и наоборот, для более высоких температур закалки (для мартенсита с наименьшей степенью ромбичности) угол наклона является низким. Обратное мартенситное превращение происходит в том случае, когда мартенсит имеет определенную критическую ромбичность [2, 3]. По литературным данным, для сплава Ti–3Al–7Mo критической степенью ромбичности является значение $R = 1,11$. В исследованном случае, критическая R имеет значение близкое к 1,08. Такое различие объясняется изменением легирования, когда часть Mo замещена на V, а именно наличие V снижает показатели критической степени ромбичности.

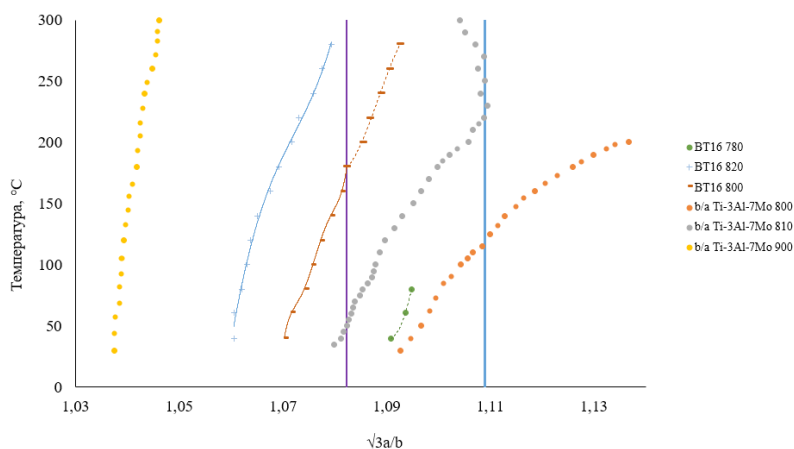


Рис. 5. Зависимость степени ромбичности от изменения параметров решетки орторомбического мартенсита во время нагрева

Выводы

1. Были определены характеристики анизотропии теплового расширения решетки орторомбического мартенсита титанового сплава BT16, закаленного с различных температур ($\alpha+\beta$)-области. Наиболее существенная анизотропия была обнаружена в образцах, закаленных с температуры близкой к критической температуре закалки.
2. В результате работы были определены коэффициенты термического расширения решетки орторомбического мартенсита в образцах титанового сплава BT16.

3. Определена степень ромбичности, выше которой начинается обратное мартенситное превращение. Установлено, что присутствие V приводит к снижению значений ромбичности решетки мартенсита, выше которой происходит обратное мартенситное превращение.

Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки РФ (№ 11.8386.2017/БЧ).

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Гриднев В. М., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. Киев : Наукова думка, 1986. 240 с.
- 2 Moffat D. L., Kattner U. R. Stable and metastable Ti-Nb phase diagrams // Metall. Trans. 1988. A. 19. P. 2389–2397.
- 3 Moffat D. L., Larbalestier D. C. The competition between Martensite and Omega in quenched Ti-Nb alloys // Metall. Trans. 1988. A. 19. P. 1677–1686.
- 4 Demakov S., Semkina I., Yurovskikh A. Parameters Evolution of Orthorhombic Martensite Lattice Ti-Mo-Al Alloys Studied by in Situ T-XRD // 2018 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. At Xiamen, China, 2018. P. 1–6.